

IN THE UNITED STATES PATENT AND TRADEMARK OFFICE

In re Application of: )  
Atsuro ISEDA et al. )  
Serial No.: to be assigned )  
Filed: January 21, 2004 )

For: AUSTENITIC STAINLESS STEEL AND MANUFACTURING METHOD  
THEREOF

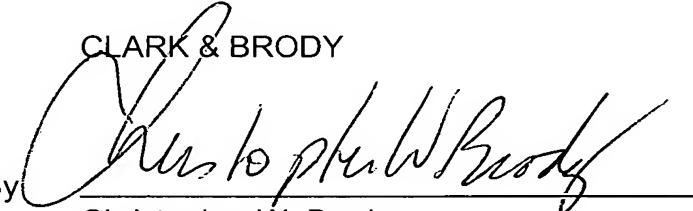
**CLAIM OF PRIORITY**

Commissioner of Patents  
P.O. Box 1450  
Alexandria, VA 22313-1450

Sir:

Applicant for the above-identified application, by his attorney, hereby claims the priority date under the International Convention of Japanese Patent Application No. 2003-020851, filed January 29, 2003, and Japanese Patent Application No. 2003-407074, filed December 5, 2003, and acknowledged in the Declaration of the subject application. A certified copy of each Application is attached.

Respectfully submitted,

CLARK & BRODY  
  
By \_\_\_\_\_  
Christopher W. Brody  
Reg. No. 33,613

1750 K Street, NW, Suite 600  
Washington, DC 20006  
Telephone: 202-835-1111  
Facsimile: 202-835-1755  
Docket No.: 12049-0015  
Date: January 21, 2004

日本国特許庁  
JAPAN PATENT OFFICE

別紙添付の書類に記載されている事項は下記の出願書類に記載されている事項と同一であることを証明する。

This is to certify that the annexed is a true copy of the following application as filed with this Office.

出願年月日      2003年12月  5日  
Date of Application:

出願番号      特願2003-407074  
Application Number:

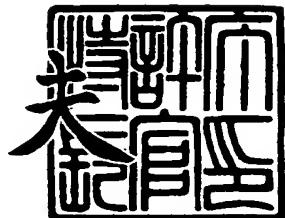
[ST. 10/C] : [JP2003-407074]

出願人      住友金属工業株式会社  
Applicant(s):

2003年12月19日

特許庁長官  
Commissioner,  
Japan Patent Office

今井康



【書類名】 特許願  
【整理番号】 30080S2332  
【あて先】 特許庁長官 殿  
【国際特許分類】 C22C 38/00  
C22C 38/40  
C22C 38/54

## 【発明者】

【住所又は居所】 大阪府大阪市中央区北浜4丁目5番33号  
住友金属工業株式会社内

【氏名】 伊勢田 敦朗

## 【発明者】

【住所又は居所】 大阪府大阪市中央区北浜4丁目5番33号  
住友金属工業株式会社内

【氏名】 仙波 潤之

## 【特許出願人】

【識別番号】 000002118

【氏名又は名称】 住友金属工業株式会社

## 【代理人】

【識別番号】 100083585

【弁理士】

【氏名又は名称】 穂上 照忠

## 【選任した代理人】

【識別番号】 100093469

【弁理士】

【氏名又は名称】 杉岡 幹二

## 【先の出願に基づく優先権主張】

【出願番号】 特願2003- 20851

【出願日】 平成15年 1月29日

【整理番号】 50389S2241

## 【手数料の表示】

【予納台帳番号】 009519

【納付金額】 21,000円

## 【提出物件の目録】

【物件名】 特許請求の範囲 1

【物件名】 明細書 1

【物件名】 要約書 1

【包括委任状番号】 9710230

【包括委任状番号】 0301248

## 【書類名】特許請求の範囲

## 【請求項1】

質量%で、C:0.03~0.12%、Si:0.2~2%、Mn:0.1~3%、P:0.03%以下、S:0.01%以下、Ni:18%を超える25%未満、Cr:22%を超える30%未満、Co:0.04~0.8%、Ti:0.002%以上で0.01%未満、Nb:0.1~1%、V:0.01~1%、B:0.0005%を超える0.2%以下、sol. Al:0.0005%以上で0.03%未満、N:0.1~0.35%、O(酸素):0.001~0.008%を含み、残部はFeおよび不純物であることを特徴とするオーステナイト系ステンレス鋼。

## 【請求項2】

質量%で、C:0.03~0.12%、Si:0.2~2%、Mn:0.1~3%、P:0.03%以下、S:0.01%以下、Ni:18%を超える25%未満、Cr:22%を超える30%未満、Co:0.04~0.8%、Ti:0.002%以上で0.01%未満、Nb:0.1~1%、V:0.01~1%、B:0.0005%を超える0.2%以下、sol. Al:0.0005%以上で0.03%未満、N:0.1~0.35%、O(酸素):0.001~0.008%、MoおよびWから選んだ1種以上の成分:単独または合計で0.1~5%を含み、残部はFeおよび不純物であることを特徴とするオーステナイト系ステンレス鋼。

## 【請求項3】

質量%で、C:0.03~0.12%、Si:0.2~2%、Mn:0.1~3%、P:0.03%以下、S:0.01%以下、Ni:18%を超える25%未満、Cr:22%を超える30%未満、Co:0.04~0.8%、Ti:0.002%以上で0.01%未満、Nb:0.1~1%、V:0.01~1%、B:0.0005%を超える0.2%以下、sol. Al:0.0005%以上で0.03%未満、N:0.1~0.35%、O(酸素):0.001~0.008%を含むとともに、Mg:0.0005~0.01%、Zr:0.0005~0.2%、Ca:0.0005~0.05%、REM:0.0005~0.2%、Pd:0.0005~0.2%およびHf:0.0005~0.2%のうちの1種以上を含み、残部はFeおよび不純物であることを特徴とするオーステナイト系ステンレス鋼。

## 【請求項4】

質量%で、C:0.03~0.12%、Si:0.2~2%、Mn:0.1~3%、P:0.03%以下、S:0.01%以下、Ni:18%を超える25%未満、Cr:22%を超える30%未満、Co:0.04~0.8%、Ti:0.002%以上で0.01%未満、Nb:0.1~1%、V:0.01~1%、B:0.0005%を超える0.2%以下、sol. Al:0.0005%以上で0.03%未満、N:0.1~0.35%、O(酸素):0.001~0.008%、MoおよびWから選んだ1種以上の成分:単独または合計で0.1~5%を含むとともに、Mg:0.0005~0.01%、Zr:0.0005~0.2%、Ca:0.0005~0.05%、REM:0.0005~0.2%、Pd:0.0005~0.2%およびHf:0.0005~0.2%のうちの1種以上を含み、残部はFeおよび不純物であることを特徴とするオーステナイト系ステンレス鋼。

## 【請求項5】

請求項1から4までのいずれかに記載のオーステナイト系ステンレス鋼からなり、金属組織がオーステナイト結晶粒度番号0以上7未満、混粒率10%以下の整粒組織であることを特徴とする高温強度とクリープ破断延性に優れたオーステナイト系ステンレス鋼。

## 【請求項6】

請求項1から4までのいずれかに記載の化学組成を有する鋼に対する熱間または冷間による最終加工の前に、鋼を1200℃以上に少なくとも一回加熱した後、最終加工が熱間加工の場合には、1200℃以上で、かつその最終加工の終了温度よりも10℃以上高い温度で最終熱処理を行い、最終加工が冷間加工の場合には、1200℃以上で、かつ前記

少なくとも一回の加熱のうちの最後の加熱温度よりも10℃以上高い温度で最終熱処理を行うことを特徴とする請求項5に記載の高温強度とクリープ破断延性に優れたオーステナイト系ステンレス鋼の製造方法。

**【書類名】明細書****【発明の名称】オーステナイト系ステンレス鋼およびその製造方法****【技術分野】****【0001】**

本発明は、ボイラの過熱器管や再熱器管、化学工業用の反応炉管などとして使用される鋼管、および耐熱耐圧部材として使用される鋼板、棒鋼、鍛鋼品などの素材として好適なオーステナイト系ステンレス鋼、この鋼からなる高温強度とクリープ破断延性に優れたオーステナイト系ステンレス鋼とその製造方法に関する。

**【背景技術】****【0002】**

近年、高効率化のために蒸気の温度と圧力を高めた超々臨界圧ボイラの新設が世界中で進められている。具体的には、今まで600℃前後であった蒸気温度を650℃以上、さらには700℃以上にまで高めることも計画されている。これは、省エネルギーと資源の有効活用、および環境保全のためのCO<sub>2</sub>ガス排出量削減がエネルギー問題の解決課題の一つとなっており、重要な産業政策となっていることに基づく。そして、化石燃料を燃焼させる発電用ボイラや化学工業用の反応炉の場合には、効率の高い、超々臨界圧ボイラや反応炉が有利なためである。

**【0003】**

蒸気の高温高圧化は、ボイラの過熱器管および化学工業用の反応炉管、ならびに耐熱耐圧部材としての鋼板、棒鋼および鍛鋼品などの実稼動時における温度を700℃以上に上昇させる。このため、このような過酷な環境において使用される鋼には、高温強度および高温耐食性のみならず、長期にわたる金属組織の安定性やクリープ破断延性および耐クリープ疲労特性が良好なことが要求される。

**【0004】**

オーステナイト系ステンレス鋼は、フェライト系の鋼に比べて高温強度と高温耐食性が優れる。このため、強度と耐食性の点からフェライト系の鋼が使えなくなる650℃以上の高温域では、オーステナイト系ステンレス鋼が使用される。代表的なものを挙げれば、SUS347HやSUS316Hに代表される18Cr-8Ni系（以下、「18-8系」という。）の鋼、SUS310に代表される25Cr系の鋼である。しかし、オーステナイト系ステンレス鋼といえども、高温強度と耐食性の点で使用温度に限界がある。また、従来の25Cr系のSUS310鋼は、18-8系の鋼に比べ、耐食性は優れるものの、600℃以上での高温強度が低い。

**【0005】**

そこで、従来から高温強度と耐食性の両方を高めるための様々な工夫がなされており、以下に示すようなオーステナイト系ステンレス鋼が提案されている。

**【0006】**

(1) 特許文献1には、Nの多量添加に加えて、AlとMgを複合添加することによって高温クリープ強度を高めた鋼が開示されている。

**【0007】**

(2) 特許文献2には、Bの適量添加に加えて、AlとNを複合添加し、さらに、O（酸素）を0.004%以下に制限することによって高温強度と熱間加工性を高めた鋼が開示されている。

**【0008】**

(3) 特許文献3には、Al、N、MgおよびCaを複合添加し、さらに、O（酸素）を0.007%以下に制限することによって熱間加工性を高めた鋼が開示されている。

**【0009】**

(4) 特許文献4には、N添加によって窒化物による析出強化や固溶強化を図るとともに、Cr、Mn、Mo、W、V、Si、Ti、Nb、Ta、NiおよびCoの含有量を相互に関連づけて特定量以下に制限してσ相の析出を抑制することにより、高温強度を損なうことなく長時間使用後の靭性を向上させた鋼が開示されている。

## 【0010】

(5) 特許文献5には、Ti、Nb、ZrおよびTaの一種以上を、いずれも、C含有量の1～10倍の範囲内において合計でC含有量の1～13倍添加し、さらにその金属組織をJISのオーステナイト結晶粒度番号で3～5の組織とすることによって高温強度を高めた鋼が開示されている。

## 【0011】

しかし、上記(1)～(5)の鋼には、以下に述べる問題がある。すなわち、700℃以上の高温でのクリープは、粒内の転位クリープとは異なる粒界すべりクリープが支配的となるため、結晶粒内の強化だけでは不十分で、結晶粒界の強化が必要である。

## 【0012】

ところが、特許文献1～4、およびN添加鋼をも開示している特許文献5に開示されているような、N添加による炭窒化物や金属間化合物による析出強化鋼では、粒内のクリープ強度は高くなるものの、粒界すべりクリープが生じ、クリープ破断延性が著しく低下してクリープ疲労特性が低下する。

## 【0013】

また、TiやNbなどの炭窒化物による析出強化鋼では、製造中に結晶粒の成長が抑制され、不均質な混粒組織となりやすい。そのため、700℃以上で粒界すべりクリープが生じやすくなり、また、不均一なクリープ変形を引き起こして、強度と延性が大きく損なわれるという欠点もある。

## 【0014】

これらのクリープ疲労寿命やクリープ破断延性が低いといった問題は、たとえば、拘束を受ける金具の溶接部などで予期せぬ短時間破壊を生じたりして高温における材料の信頼性を損なうことになる。

## 【0015】

さらに、上記(1)～(5)の鋼は、700℃以上の高温域におけるクリープ破断延性や不均一なクリープ変形、および耐クリープ疲労特性が十分に考慮された材料ではないため、母材の高温強度は高められても、構造材としての信頼性に欠けるという欠点も有している。

## 【0016】

後に詳しく述べるように、700℃以上での粒界すべりクリープや不均一なクリープ変形を抑制するためには、多量のTi添加は有害で、極微量のTiと適量のO（酸素）との複合添加、および金属組織の適正化が必須であるが、上記の特許文献1～5の発明ではこれらのことことが全く考慮されていない。

## 【0017】

【特許文献1】特開昭57-164971号公報

## 【0018】

【特許文献2】特開平11-61345号公報

【特許文献3】特開平11-293412号公報

【特許文献4】特開2001-11583号公報

【特許文献5】特開昭59-23855号公報

## 【発明の開示】

## 【発明が解決しようとする課題】

## 【0019】

本発明は、上記の実状に鑑みてなされたもので、第1の目的は、次の第2の目的の鋼が確実に得られる素材のオーステナイト系ステンレス鋼を提供することにある。

## 【0020】

第2の目的は、温度700℃、負荷応力100MPaでのクリープ破断時間が10000時間を超え、かつクリープ破断絞り率が15%以上という高温強度とクリープ破断延性に優れたオーステナイト系ステンレス鋼を提供することにある。

## 【0021】

第3の目的は、前記第2の目的の鋼を確実かつ安定に製造することができる、高温強度

とクリープ破断延性に優れたオーステナイト系ステンレス鋼の製造方法を提供することにある。

#### 【課題を解決するための手段】

##### 【0022】

本発明の要旨は、下記（1）～（4）のオーステナイト系ステンレス鋼、下記（5）の高温強度とクリープ破断延性に優れたオーステナイト系ステンレス鋼、および下記（6）の高温強度とクリープ破断延性に優れたオーステナイト系ステンレス鋼の製造方法にある。

##### 【0023】

（1）質量%で、C：0.03～0.12%、Si：0.2～2%、Mn：0.1～3%、P：0.03%以下、S：0.01%以下、Ni：18%を超える25%未満、Cr：22%を超える30%未満、Co：0.04～0.8%、Ti：0.002%以上で0.01%未満、Nb：0.1～1%、V：0.01～1%、B：0.0005%を超える0.2%以下、S01、Al：0.0005%以上で0.03%未満、N：0.1～0.35%、O（酸素）：0.001～0.008%を含み、残部はFeおよび不純物であるオーステナイト系ステンレス鋼。

##### 【0024】

（2）上記（1）に記載の成分に加えて、質量%で、MoおよびWから選んだ1種以上の成分を単独または合計で0.1～5%含み、残部はFeおよび不純物であるオーステナイト系ステンレス鋼。

##### 【0025】

（3）上記（1）に記載の成分に加えて、質量%で、0.0005～0.01%のMg、0.0005～0.2%のZr、0.0005～0.05%のCa、0.0005～0.2%のREM、0.0005～0.2%のPdおよび0.0005～0.2%のHfのうちの1種以上を含み、残部はFeおよび不純物であるオーステナイト系ステンレス鋼。

##### 【0026】

（4）上記（1）に記載の成分に加えて、質量%で、MoおよびWから選んだ1種以上の成分を単独または合計で0.1～5%含むとともに、0.0005～0.01%のMg、0.0005～0.2%のZr、0.0005～0.05%のCa、0.0005～0.2%のREM、0.0005～0.2%のPdおよび0.0005～0.2%のHfのうちの1種以上をも含み、残部はFeおよび不純物であるオーステナイト系ステンレス鋼。

##### 【0027】

（5）上記（1）から（4）までのいずれかに記載のオーステナイト系ステンレス鋼からなり、金属組織がオーステナイト結晶粒度番号0以上7未満、混粒率10%以下の整粒組織である高温強度とクリープ破断延性に優れたオーステナイト系ステンレス鋼。

（6）上記（1）から（4）までのいずれかに記載の化学組成を有する鋼に対する熱間または冷間による最終加工の前に、鋼を1200℃以上に少なくとも一回加熱した後、最終加工が熱間加工の場合には、1200℃以上で、かつその加工終了温度よりも10℃以上高い温度で最終熱処理を行い、最終加工が冷間加工の場合には、1200℃以上で、かつ前記少なくとも一回の加熱のうちの最後の加熱温度よりも10℃以上高い温度で最終熱処理を行う高温強度とクリープ破断延性に優れたオーステナイト系ステンレス鋼の製造方法。

##### 【0028】

本発明でいうREM、つまり、希土類元素とは、Sc、Yおよびランタノイドの17元素を指す。

##### 【0029】

オーステナイト結晶粒度番号とは、ASTM（American Society for Testing and Material：アメリカ材料試験協会）に規定される粒度番号のことである。以下、単に「ASTM結晶粒度番号」と記すことがある。

**【0030】**

混粒率(%)とは、上記オーステナイト結晶粒度番号の判定に際して観察した視野数Nのうちで、混粒と判定される視野数をnとしたとき、下記の(1)式で定義される値のことである。ここで、混粒とは、1視野内において、最大頻度を有する粒度番号の粒から3以上異なった粒度番号の粒が偏在し、これらの粒が20%以上の面積を占める状態にあるものをいう。

**【0031】**

$$(n/N) \times 100 \dots \dots \dots (1)$$

本発明は、以下に述べる知見に基づいて完成されたものである。

**【0032】**

(a)従来の技術常識であったTiを多量に含む炭窒化物や金属間化合物による分散強化や析出強化は、700°C以上の高温域での不均一な粒界すべりクリープ変形を助長し、強度、延性およびクリープ疲労寿命の低下を引き起こす。

**【0033】**

(b)上記の不均一な粒界すべりクリープ変形は、金属組織を粗く、しかも、混粒の少ない整粒にすると抑制される。特に、不均一な粒界すべりクリープ変形は、その金属組織を、ASTMに規定されるオーステナイト粒度番号で7未満の組織にすると格段に抑制され、さらにはオーステナイト粒度番号が7未満で、しかも上記の(1)式で定義される混粒率が10%以下の整粒組織にするとより一段と抑制される。

**【0034】**

(c)オーステナイト粒度番号が7未満、混粒率が10%以下の整粒組織は、極微量のTiと適量のO(酸素)との複合添加で得られる。特に、0.002%から0.01%未満までのTiと、0.001%から0.008%までのO(酸素)とを複合添加すると、上記の組織が安定して得られる。

**【0035】**

具体的には、たとえば、製鋼時に混入するO(酸素)量を制御した上で、極微量のTiを添加し、Tiの微細酸化物を分散析出させておくことによって得られる。このようにする場合には、未固溶のTiの炭窒化物が生成しないからである。このメカニズムは、最終加工前の途中熱処理などにおいてNbの炭窒化物が安定なTiの微細酸化物を核にして微細に分散析出することによって、最終熱処理時に均一な再結晶を生じさせるか、または、混粒の原因となる不均一な結晶粒の成長を防止するからである。

さらに、未固溶のTiの炭窒化物がない場合には、製造時に分散したTiの微細酸化物を核にしてNbの炭窒化物が、使用時のクリープ変形中に粒内および粒界に微細均一に析出する。その結果、700°C以上で起こる不均一なクリープ変形が抑制されるとともに、クリープ破断延性の低下およびクリープ疲労寿命も大幅に改善され、その結果として高温クリープ強度も向上することが判明した。

**【発明の効果】****【0036】**

本発明によれば、従来の18-8系や25Cr系の鋼に比べて700°C以上でのクリープ破断時間とクリープ破断絞り率が遙かに良好なオーステナイト系ステンレス鋼を確実に提供することができる。このため、近年の発電用ボイラなどの高温高圧化の促進に対して、極めて大きい効果が得られる。

**【発明を実施するための最良の形態】****【0037】**

以下、本発明のオーステナイト系ステンレス鋼、この鋼からなる高温強度とクリープ破断延性に優れたオーステナイト系ステンレス鋼とその製造方法を上記のように定めた理由について詳細に説明する。なお、以下において「%」は特に断らない限り「質量%」を表す。

**【0038】**

## 1. 化学組成について

## C : 0. 03 ~ 0. 12 %

Cは炭化物を生成させる主要な元素である。高温用のオーステナイト系ステンレス鋼としての適正な引張強さおよび高温クリープ破断強度を確保する上で最低限必要なCの含有量は0. 03%である。一方、過剰なCは、加工中に未固溶炭化物を多量に形成し、製品の炭化物総量が増えて溶接性が低下する。特に、Cの含有量が0. 12%を超えると、溶接性の低下が著しくなる。したがって、Cの含有量を、0. 03 ~ 0. 12%とした。なお、C含有量の下限値として好ましいのは0. 04%で、より好ましいのは0. 05%である。また、C含有量の上限値として好ましいのは0. 08%で、より好ましいのは0. 07%である。

## 【0039】

## Si : 0. 2 ~ 2 %

Siは脱酸元素として添加される。また、Siは耐水蒸気酸化性を高めるためにも重要な元素である。これらの効果を得るには0. 2%以上の含有量が必要である。一方、2%を超えると、加工性を損なうだけでなく、高温での組織の安定性も悪くなる。したがって、Siの含有量を、0. 2 ~ 2%とした。なお、Si含有量の下限値として好ましいのは0. 25%で、より好ましいのは0. 3%である。また、Si含有量の上限値として好ましいのは0. 6%で、より好ましいのは0. 5%である。

## 【0040】

## Mn : 0. 1 ~ 3 %

Mnは、Sと硫化物(MnS)を形成し、熱間加工性を改善する。しかし、その含有量が0. 1%未満では前記の効果が得られない。一方、過剰なMnは硬度を高くして鋼を脆くし、かえって加工性や溶接性を損なう。特に、Mnの含有量が3%を超えると、加工性や溶接性の低下が著しくなる。したがって、Mnの含有量を、0. 1 ~ 3%とした。なお、Mn含有量の下限値として好ましいのは0. 2%で、より好ましいのは0. 5%である。また、Mn含有量の上限値として好ましいのは1. 5%で、より好ましいのは1. 3%である。

## 【0041】

## P : 0. 03%以下

Pは不純物として不可避的に混入し、過剰なPは溶接性、加工性を著しく害するので、その含有量の上限値を0. 03%とした。好ましいPの含有量は0. 02%以下であり、極力少なくするのがよい。

## 【0042】

## S : 0. 01%以下

Sも不純物として不可避的に混入し、過剰なSは溶接性、加工性を害するので、その含有量の上限値を0. 01%とした。好ましいSの含有量は0. 005%以下であり、Sも極力少なくするのがよい。

## 【0043】

## Ni : 18%を超え25%未満

Niは、オーステナイト組織を安定にする元素であり、耐食性確保のためにも重要な元素である。次に述べるCr量とのバランスから、18%を超える含有量が必要である。一方、25%以上のNiはコスト上昇を招くだけでなく、かえってクリープ強度を低下させる。したがって、Niの含有量を、18%を超え25%未満とした。なお、Ni含有量の下限値として好ましいのは18. 5%である。また、Ni含有量の上限値として好ましいのは23%である。

## 【0044】

## Cr : 22%を超え30%未満

Crは、耐酸化性、耐水蒸気酸化性および耐食性を確保する上で重要な元素である。また、Cr系の炭化物をつくり強度の向上に寄与する。特に、700℃以上の高温耐食性を18-8系の鋼以上に高めるためには、22%を超える含有量が必要である。一方、過剰なCrは組織の安定性を低下させ、σ相などの金属間化合物の生成を容易にし、クリー

强度を低下させる。また、Crの增量はオーステナイト組織の安定化のための高価なNiの增量を招き、コスト上昇を招く。特に、Crの含有量が30%以上になると、クリープ强度の低下とコスト上昇が著しくなる。したがって、Crの含有量を、22%を超える30%未満とした。なお、Cr含有量の下限値として好ましいのは23%で、より好ましいのは24%である。また、Cr含有量の上限値として好ましいのは28%で、より好ましいのは26%である。

#### 【0045】

Co: 0.04~0.8%

CoはNiを助けてオーステナイト組織を安定にする。また、700℃以上でのクリープ破断強度をも向上させる。しかし、その含有量が0.04%未満では前記の効果が得られない。一方、放射性元素として溶解炉などを汚染しないように、含有量の上限値を0.8%とした。なお、Co含有量の下限値として好ましいのは0.05%で、より好ましいのは0.1%である。また、Co含有量の上限値として好ましいのは0.5%で、より好ましいのは0.45%である。

#### 【0046】

Ti: 0.002%以上で0.01%未満

Tiは本発明における最も重要な元素の一つである。Tiは、未固溶の炭窒化物を形成して析出強化作用を有することから、従来は積極的に添加されている。しかしながら、未固溶のTiの炭窒化物は、結晶粒を混粒にしたり、不均一なクリープ変形や延性低下の原因となる。

#### 【0047】

これに対し、前述したように、微細なTiの酸化物は、最終加工前の途中熱処理などにおいてNbの炭窒化物の析出核となるため、Nbの炭窒化物を微細に分散析出させることができる。そして、微細に分散析出したNbの炭窒化物が、最終熱処理時に均一な再結晶を生じさせるとともに、混粒の原因となる不均一な結晶粒の成長を防止する。

#### 【0048】

さらに、未固溶のTiの炭窒化物がない場合には、製造時に分散したTiの微細酸化物を核にしてNbの炭窒化物が、使用時のクリープ変形中に粒内および粒界に微細均一に析出する。その結果、700℃以上で起こる不均一なクリープ変形が抑制されるとともに、クリープ破断延性の低下およびクリープ疲労寿命も大幅に改善され、その結果として高温クリープ強度も向上する。

#### 【0049】

このように、炭窒化物とはならず、安定な微細な酸化物を生成させるためには、Tiの含有量は少なくとも0.002%が必要である。一方、Tiの含有量が0.01%以上になると、不要な炭窒化物を生成し、クリープ破断延性とクリープ疲労特性を損なう。このため、本発明ではTiの含有量を、0.002%以上で0.01%未満とした。なお、Ti含有量の下限値として好ましいのは0.004%で、より好ましいのは0.005%である。また、Ti含有量の上限値として好ましいのは0.009%で、より好ましいのは0.008%である。

#### 【0050】

Nb: 0.1~1

Nbは、炭窒化物として微細に分散析出してクリープ強化に寄与する。このためには、少なくとも0.1%の含有量が必要である。しかし、Nbの多量添加は溶接性を損ない、特に、その含有量が1%を超えると溶接性の低下が著しくなる。したがって、Nbの含有量を、0.1~1%とした。なお、Nb含有量の下限値として好ましいのは0.3%で、より好ましいのは0.4%である。また、Nb含有量の上限値として好ましいのは0.6%で、より好ましいのは0.5%である。

#### 【0051】

V: 0.01~1%

Vは、炭窒化物として析出し、クリープ強度を向上させる。しかし、その含有量が0.

0.1%未満では前記の効果が得られず、一方、1%を超えると脆化相を生じる。したがって、Vの含有量を、0.01~1%とした。なお、V含有量の下限値として好ましいのは0.03%で、より好ましいのは0.04%である。また、V含有量の上限値として好ましいのは0.5%で、より好ましいのは0.2%である。

#### 【0052】

B: 0.0005%を超える0.2%以下

Bは、炭窒化物を形成するC(炭素)の一部に置き換わって炭窒化物中に存在するか、またはB単体で粒界に存在し、700℃以上の高温で生じる粒界すべりクリープを抑制する効果がある。しかし、その含有量が0.0005%以下では効果がなく、一方、0.2%を超えると溶接性を損なう。したがって、Bの含有量を、0.0005%を超える0.2%以下とした。なお、B含有量の下限値として好ましいのは0.001%で、より好ましいのは0.0013%である。また、B含有量の上限値として好ましいのは0.005%で、より好ましいのは0.003%である。

#### 【0053】

sol. A1: 0.0005%以上で0.03%未満

A1は脱酸元素として添加される。脱酸効果を得るには、sol. A1で0.0005%以上の含有量が必要である。一方、A1の多量添加によって組織の安定性が悪くなり、σ相脆化が生じ、特に、sol. A1で0.03%を超えるA1を含有するとσ相脆化が著しくなる。したがって、A1の含有量をsol. A1で、0.0005%以上で0.03%未満とした。なお、sol. A1でのA1含有量の下限値として好ましいのは0.005%である。また、上限値として好ましいのは0.02%で、より好ましいのは0.015%である。

#### 【0054】

N: 0.1~0.35%

Nは、炭窒化物による析出強化と高価なNiの一部に代替してオーステナイト組織の高温安定性を確保するために添加する。引張強さと高温クリープ強度を高めるためには、Nの含有量は0.1%以上とする必要がある。しかし、Nの多量添加は延性、溶接性および靭性を損ない、特に、その含有量が0.35%を超えると、延性、溶接性および靭性の低下が著しくなる。したがって、Nの含有量を、0.1~0.35%とした。なお、N含有量の下限値として好ましいのは0.15%で、より好ましいのは0.2%である。また、N含有量の上限値として好ましいのは0.3%で、より好ましいのは0.27%である。

#### 【0055】

O(酸素): 0.001~0.008%

O(酸素)は前記のTiと同様に本発明における最も重要な元素の一つである。前述したTiの酸化物を形成させるためには、O(酸素)の含有量は少なくとも0.001%とする必要がある。一方、その含有量が0.008%を超えると、Ti酸化物以外の酸化物が生成し、これが介在物となって、クリープ破断延性やクリープ疲労特性が損なわれる。このため、本発明ではO(酸素)の含有量を、0.001~0.008%とした。O(酸素)含有量の下限値として好ましいのは0.004%で、より好ましいのは0.005%であり、また、上限値として好ましいのは0.007%である。

#### 【0056】

なお、Tiの酸化物は、前述したように、たとえば、製鋼時にO(酸素)の含有量を上記の範囲内に制御した上で、その含有量が本発明で規定する範囲内の量、つまり、0.002%以上で0.01%未満の量になるようにTiを添加することにより、生成させることができる。

#### 【0057】

本発明のオーステナイト系ステンレス鋼、および高温強度とクリープ破断延性に優れたオーステナイト系ステンレス鋼の一つは、上記の成分のほか、残部が実質的にFe、言い換えれば、Feと前記以外の不純物とからなるものである。

#### 【0058】

本発明の上記2つのオーステナイト系ステンレス鋼のもう一つは、下記の第1群および第2群のうちのいずれか一方または両方の群の中から選んだ少なくとも1種の成分を含む鋼である。以下、これらの成分について説明する。

### 【0059】

#### 第1群 (MoおよびW) :

MoおよびWは、高温クリープ強度を向上させるのに有効な元素である。このため、この効果を得たい場合にはMoおよびWの1種以上を積極的に添加してもよく、単独または合計の含有量が0.1%以上で効果が得られる。一方、MoおよびWの多量添加は、 $\sigma$ 相などの金属間化合物の生成をきたし、靭性、強度および延性を損なう。また、MoおよびWは強力なフェライト形成元素であり、オーステナイト組織の安定化のためにNiの增量が必要となってコスト上昇を招くので、単独または合計の含有量の上限値は5%とするのがよい。MoおよびWの単独または合計の含有量の下限値として好ましいのは0.5%で、より好ましいのは1%である。また、上限値として好ましいのは3%で、より好ましいのは2%である。

### 【0060】

#### 第2群 (Mg、Zr、Ca、REM、PdおよびHf)

Mg、Zr、Ca、REM、PdおよびHfは、いずれも、Sを固定して熱間加工性を向上させるのに有効な元素である。また、Mgには極微量の添加で脱酸効果があり、前記した微細なTi酸化物の分散析出に寄与する効果もある。Zrは多量に添加すると酸化物や窒化物を形成して混粒の原因となるが、微量添加では粒界を強化する効果もある。REMには無害で安定な酸化物を形成して耐食性、クリープ延性、耐熱疲労特性およびクリープ強度を向上させる効果もある。

### 【0061】

このため、その効果を得たい場合には1種以上を積極的に添加してもよく、上記の効果は、いずれの元素も0.0005%以上の含有量で得られる。一方、0.01%を超える含有量のMgは鋼質を害し、クリープ強度やクリープ疲労特性、延性を損なう。0.2%を超える含有量のZrは酸化物や窒化物を形成して混粒の原因になるだけでなく、鋼質を害し、クリープ強度やクリープ疲労特性、さらには延性を損なう。0.05%を超える含有量のCaはかえって延性および加工性を損なう。0.2%を超える含有量のREM、PdおよびHfは酸化物などの介在物が多くなって加工性、溶接性を損なうだけでなく、コスト上昇をも招く。

### 【0062】

したがって、添加する場合の含有量は、Mgは0.0005~0.01%、Zr、REM、PdおよびHfは、いずれも、0.0005~0.2%、Caは0.0005~0.05%とするのがよい。

### 【0063】

含有量の下限値として好ましいのは次のとおりである。

### 【0064】

Mg、ZrおよびCa: いずれも、0.001%で、より好ましいのは0.002%。  
REM、PdおよびHf: いずれも、0.01%で、より好ましいのは0.02%。

### 【0065】

また、含有量の上限値として好ましいのは次のとおりである。

### 【0066】

Mg: 0.008%で、より好ましいのは0.006%。Zr: 0.1%で、より好ましいのは0.05%。Ca: 0.03%で、より好ましいのは0.01%。REM、PdおよびHf: いずれも、0.15%で、より好ましいのは0.1%。

### 【0067】

ここで、本発明でいうREM、つまり、希土類元素が、Sc, Yおよびランタノイドの17元素を指すことは、既に述べたとおりである。

### 【0068】

前記のP、S以外の不純物としては、通常、強化元素として18-8系の鋼に積極的に添加されることが多いCuが挙げられる。しかし、Cuは700℃以上での粒界すべりクリープの抑制には何の効果もなく、かえって延性に悪影響を及ぼす。したがって、不純物としてのCuの含有量は0.5%以下とするのがよい。好ましいのは0.2%以下である。

### 【0069】

#### 2. 金属組織について

本発明の高温強度とクリープ破断延性に優れたオーステナイト系ステンレス鋼の金属組織は、前述したように、ASTMに規定されるオーステナイト結晶粒度番号で0以上7未満であり、かつ混粒率10%以下の整粒組織でなければならない。これは次の理由による。

### 【0070】

700℃以上での鋼のクリープは、700℃未満でのクリープが粒内の変形が主体の転位クリープであるのに対し、粒界すべりクリープである。この粒界すべりクリープは、鋼の結晶粒度に大きく依存し、ASTMに規定されるオーステナイト結晶粒度番号で7以上の細粒組織では、粒界すべりクリープが生じて強度が大きく低下し、目標とするクリープ破断時間が確保できない。一方、オーステナイト結晶粒度番号0未満の粗粒組織では、強度や延性がかえって損なわれるだけでなく、製品の超音波探傷検査ができなくなる。また、混粒率が10%を超えると、不均一なクリープ変形が生じ、クリープ破断延性とクリープ疲労特性が低下し、目標とするクリープ破断絞りが確保できない。これらのことは、後述する実施例の結果からも明らかである。なお、上限値として好ましいオーステナイト結晶粒度番号は6で、より好ましいのは5である。また、下限値として好ましいオーステナイト結晶粒度番号は3で、より好ましいのは4である。一方、好ましい混粒率の下限は0%、言い換れば、混粒のない整粒組織である。

### 【0071】

#### 3. 製造方法について

以上に説明した化学組成と金属組織を有する本発明の高温強度とクリープ破断延性に優れたオーステナイト系ステンレス鋼は、次のようにして製造する。たとえば、前述したように、本発明で規定する化学組成を有する鋼に対する熱間または冷間による最終加工の前に、鋼を1200℃以上に少なくとも一回加熱する。そして、最終加工が熱間加工の場合には、1200℃以上で、かつその最終加工の終了温度よりも10℃以上高い温度で最終熱処理を行うことにより、一方、最終加工が冷間加工の場合には、1200℃以上で、かつ前記少なくとも一回の加熱のうちの最後の加熱温度よりも10℃以上高い温度で最終熱処理を行うことにより、確実に安定して製造することができる。

### 【0072】

ここで、熱間または冷間における最終加工の前に、鋼を1200℃以上に少なくとも一回加熱するのは、未固溶のTiの炭窒化物、およびNbやVなどの強度向上に有効な炭窒化物も一旦固溶させるためである。加熱温度を1200℃以上としたのは、これより低いと前記の析出物が十分に固溶しないからである。加熱温度は高い方がよいので上限は特に規定しない。しかし、1350℃を超えると、高温粒界割れや延性低下を引き起こしやすくなるだけでなく、結晶粒が極めて大きくなり、さらに、加工性も著しく低下する。このため、加熱温度の上限は1350℃とするのがよい。

### 【0073】

熱間加工はどのような加工であってもよく、たとえば、最終製品が鋼管の場合では、ユジーンセジュルネ法に代表される熱間押出製管法や、マンネスマップラグミル法やマンネスマンマンドレルミル法などに代表されるロール圧延製管法を挙げることができ、最終製品が鋼板の場合では、通常の厚鋼板や熱延鋼帯の製造方法を挙げることができる。熱間加工の加工終了温度は、特に規定しないが、1200℃以上とするのがよい。これは、加工終了温度が1200℃未満になると、前記のNb、TiおよびVの炭窒化物の固溶が不十分で、クリープ強度や延性が損なわれるためである。

### 【0074】

冷間加工についてもどのような加工であってもよく、たとえば、最終製品が鋼管の場合では、上記の熱間加工により製造された素管に引き抜き加工を施す冷間抽伸製管法やコールドピルガーミルによる冷間圧延製管法を挙げることができ、最終製品が鋼板の場合では、通常の冷延鋼帯の製造方法を挙げることができる。

#### 【0075】

なお、最終加工が冷間加工の場合、この加工の前に少なくとも1回行う1200℃以上の加熱は、供給された素材の軟化加熱または加工の繰り返し間に施される軟化加熱のいずれであってもよい。

#### 【0076】

最終熱処理を、最終加工が熱間加工の場合には、1200℃以上で、かつその最終加工の終了温度よりも10℃以上高い温度で行うこととし、一方、最終加工が冷間加工の場合には、1200℃以上で、かつ最終加工の前に少なくとも一回行う加熱のうちの最後の加熱温度よりも10℃以上高い温度で行うこととしたのは、次の理由による。

#### 【0077】

最終熱処理の温度が1200℃未満であったり、加工終了温度または最終加工の前の最後の加熱温度よりも10℃以上高い温度でない場合には、所望のASTM結晶粒度番号で0以上7未満、かつ混粒率10%未満の組織が得られず、700℃以上でのクリープ強度とクリープ破断延性、クリープ疲労寿命を損なう。この最終熱処理温度の上限は特に規定しないが、最終加工の前に少なくとも一回行う加熱の場合と同じ理由により、1350℃とするのがよい。

#### 【0078】

最終加工の前に少なくとも一回行う加熱、熱間加工および最終熱処理の後の冷却は、少なくとも800℃から500℃までを平均冷却速度0.25℃／秒以上で冷却するのが好ましい。これは、冷却中に粗大な炭窒化物が生成し、強度と耐食性が低下するの防ぐためである。

#### 【0079】

また、組織を均一にして強度のより一層の安定化を図るために、加工歪みを与えて熱処理時に再結晶・整粒化させるのがよい。そのためには、最終加工が冷間加工の場合では最後の加工を断面減少率10%以上で行い、最終加工が熱間加工の場合では最終熱処理前に500℃以下の温度域で断面減少率10%以上の塑性加工を行って、歪みを付与するのが望ましい。

#### 【実施例】

#### 【0080】

表1および表2に示す化学組成を有する36種類の鋼を溶製した。

#### 【0081】

【表 1】

表 1

区分	No.	化学組成（単位：質量%、残部：Feおよび不純物）									
		C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Co	Ti	Nb
本発明鋼	1	0.115	0.23	1.05	0.018	0.001	18.13	24.08	0.44	0.009	0.81
	2	0.100	0.49	0.21	0.003	0.001	18.48	25.71	0.04	0.007	0.77
	3	0.065	0.22	1.75	0.009	0.002	21.35	23.01	0.06	0.003	0.55
	4	0.070	0.45	1.08	0.012	0.001	24.89	25.89	0.09	0.007	0.47
	5	0.068	0.55	0.89	0.015	0.001	22.42	25.65	0.11	0.005	0.45
	6	0.059	0.62	0.76	0.004	0.002	19.75	24.78	0.30	0.007	0.41
	7	0.061	0.39	1.32	0.007	0.001	19.35	22.16	0.33	0.006	0.51
	8	0.053	0.49	0.89	0.016	0.003	23.46	25.64	0.17	0.008	0.48
	9	0.070	0.42	1.46	0.011	0.001	21.00	25.32	0.26	0.005	0.40
	10	0.031	0.47	2.51	0.012	0.001	24.94	25.44	0.78	0.008	0.31
	11	0.051	0.36	0.98	0.009	0.003	22.42	24.29	0.45	0.008	0.38
	12	0.085	0.44	1.21	0.014	0.002	20.13	26.01	0.42	0.007	0.71
	13	0.070	0.51	2.89	0.015	0.001	23.75	24.02	0.18	0.006	0.60
	14	0.070	0.55	1.78	0.005	0.001	24.70	22.98	0.31	0.005	0.45
	15	0.100	0.34	0.81	0.009	0.002	22.45	23.06	0.40	0.006	0.58
	16	0.060	0.57	0.29	0.012	0.001	19.98	24.99	0.60	0.006	0.42
	17	0.111	0.48	1.55	0.006	0.004	24.09	24.00	0.16	0.005	0.88
	18	0.078	0.31	0.80	0.005	0.001	20.10	25.25	0.07	0.008	0.47
	19	0.062	0.67	0.51	0.009	0.001	19.63	25.11	0.45	0.006	0.50
	20	0.059	0.52	0.72	0.005	0.002	18.19	24.90	0.44	0.006	0.49
	21	0.068	0.41	1.01	0.012	0.001	20.08	25.01	0.15	0.007	0.45
	22	0.064	0.22	0.99	0.015	0.001	20.77	24.01	0.22	0.005	0.43
	23	0.062	0.35	1.07	0.011	0.002	21.37	25.68	0.63	0.003	0.45
	24	0.070	0.49	1.32	0.018	0.001	23.78	25.85	0.45	0.007	0.39
	25	0.058	0.43	1.19	0.011	0.004	20.53	24.89	0.38	0.006	0.45
	26	0.062	0.38	1.25	0.010	0.002	20.01	25.04	0.40	0.007	0.44
	27	0.065	0.40	1.21	0.004	0.003	21.03	25.11	0.32	0.006	0.46
比較鋼	28	0.086	0.26	1.21	0.023	0.003	20.45	24.78	—*	—*	—*
	29	0.115	0.52	1.11	0.018	0.001	18.89	25.02	0.07	0.008	0.92
	30	0.075	0.41	1.22	0.010	0.002	20.10	26.16	0.06	0.003	0.72
	31	0.064	0.67	1.06	0.017	0.002	22.31	27.89	0.42	0.011*	0.55
	32	0.077	0.12	0.89	0.011	0.002	18.98	23.75	0.06	0.001*	0.23
	33	0.081	0.89	0.94	0.025	0.003	19.06	28.98	0.08	0.006	0.38
	34	0.064	0.42	0.75	0.022	0.001	21.03	22.01	0.67	0.008	0.21
	35	0.055	0.25	1.06	0.019	0.002	22.70	28.16	0.08	0.102*	0.76
	36	0.061	0.33	1.21	0.015	0.001	19.75	24.73	0.09	0.003	0.45

注) \* 印は本発明で規定する範囲を外れていることを示す。

【表2】

表 2 (表1の続き)

区分	No.	化学組成(単位:質量%、残部:Feおよび不純物)					
		V	B	sol. Al	N	O	その他
本発明鋼	1	0.03	0.0021	0.009	0.165	0.0051	—
	2	0.06	0.0032	0.014	0.111	0.0042	W:1.36
	3	0.07	0.0015	0.027	0.210	0.0032	—
	4	0.10	0.0035	0.007	0.191	0.0051	Ca:0.008
	5	0.11	0.0010	0.010	0.206	0.0066	Mo:0.32, W:0.53
	6	0.36	0.0015	0.015	0.253	0.0079	—
	7	0.42	0.0021	0.008	0.215	0.0065	—
	8	0.06	0.0017	0.013	0.289	0.0050	Mg:0.006
	9	0.07	0.0031	0.012	0.176	0.0065	Pd:0.02, Hf:0.01
	10	0.88	0.0058	0.015	0.294	0.0019	—
	11	0.08	0.0048	0.022	0.280	0.0050	W:0.23, Ca:0.003
	12	0.03	0.0025	0.026	0.234	0.0050	—
	13	0.07	0.0028	0.006	0.216	0.0052	La:0.03, Ce:0.10
	14	0.02	0.0017	0.007	0.341	0.0020	—
	15	0.15	0.0021	0.016	0.310	0.0007	—
	16	0.04	0.0019	0.009	0.201	0.0055	—
	17	0.45	0.0020	0.021	0.148	0.0051	Mo:0.98, W:1.73, Mg:0.004
	18	0.72	0.0013	0.019	0.189	0.0055	—
	19	0.61	0.0018	0.020	0.207	0.0040	Y:0.02
	20	0.80	0.0025	0.011	0.261	0.0061	Zr:0.06
	21	0.09	0.0011	0.007	0.245	0.0043	—
	22	0.10	0.0018	0.009	0.238	0.0050	Nd:0.01
	23	0.05	0.0006	0.003	0.220	0.0048	—
	24	0.12	0.0009	0.008	0.240	0.0052	Mo:1.31
	25	0.11	0.0021	0.008	0.250	0.0061	W:1.40
	26	0.11	0.0029	0.010	0.222	0.0059	Hf:0.05
	27	0.09	0.0025	0.007	0.262	0.0058	Pd:0.03
比較鋼	28	—*	—*	0.021	0.077*	0.0044	—
	29	0.02	0.0042	0.004	0.031*	0.0102*	—
	30	0.03	0.0017	0.006	0.089*	0.0079	—
	31	0.04	0.0023	0.017	0.219	0.0032	—
	32	0.03	0.0025	0.025	0.273	0.0029	—
	33	0.03	0.0031	0.011	0.285	0.0121*	—
	34	0.05	0.0055	0.026	0.198	0.0005*	—
	35	0.06	0.0019	0.035*	0.240	0.0077	—
	36	0.08	0.0004*	0.015	0.148	0.0039	—

注) 印は本発明で規定する範囲を外れていることを示す。

## 【0083】

なお、No. 1～15およびNo. 29～36の鋼は、容量50kgの真空溶解炉を用いて溶製し、得られた鋼塊を下記の製造法Aにより板材に仕上げた。また、No. 16～28の鋼

は、容量150kgの真空溶解炉を用いて溶製し、得られた鋼塊を下記の製造法Bにより外径50.8mm、肉厚8.0mmの冷間仕上げ鋼管とした。

【0084】

(1) 製造法A（最終加工が熱間加工で、最終製品が鋼板の場合の例）

第1工程：1250℃に加熱、

第2工程：鍛造比3（断面減少率300%）以上、加工終了温度1200℃の熱間鍛造によって厚さ15mmの板材に成形、

第3工程：800℃から500℃以下まで0.55℃／秒で冷却（空冷）、

第4工程：1220℃に15分間保持後水冷。

【0085】

(2) 製造法B（最終加工が冷間加工で、最終製品が鋼管の場合の例）

第1工程：熱間鍛造と外削にて外径175mmの丸鋼に成形、

第2工程：丸鋼を1250℃に加熱、

第3工程：加熱丸鋼を加工終了温度1200℃で熱間押出して外径64mm、肉厚10mmの素管に成形、

第5工程：素管に室温下で断面減少率30%の引き抜き加工を施して製品寸法の冷間仕上げ鋼管に成形、

第6工程：1220℃に10分間保持後水冷。

【0086】

仕上げた板材と鋼管は、ASTMに規定される方法に従ってオーステナイト結晶粒度番号を測定するとともに、前述した方法により混粒率を測定した。また、板材と鋼管から、外径が6mmで標点距離が30mmの丸棒クリープ試験片を採取し、温度700℃、負荷応力100MPaの条件でクリープ破断試験を行い、クリープ破断時間(h)とクリープ破断絞り率(%)を調べた。なお、オーステナイト結晶粒度番号と混粒率は、いずれも、20視野を観察して求めた。

【0087】

表3に、以上の結果をまとめて示す。

【0088】

【表3】

表 3

区分	No.	製造法	ASTM結晶粒度番号 (平均値)	混粒率 (%)	クリープ破断時間 (h)	クリープ破断絞り率 (%)
本発明鋼	1	A	6.3	5	14,765.7	23
	2		5.8	5	13,289.2	26
	3		4.8	0	21,366.0	22
	4		5.1	10	19,076.5	25
	5		6.0	0	28,976.1	28
	6		4.9	0	19,737.2	32
	7		5.3	0	17,865.3	24
	8		4.1	0	22,938.9	37
	9		5.7	5	24,689.1	35
	10		3.1	5	16,540.4	20
	11		3.5	0	20,190.6	41
	12		4.8	5	21,311.7	22
	13		5.0	0	19,187.0	39
比較鋼	14	B	4.8	5	23,701.8	25
	15		5.4	5	18,794.1	31
	16		5.8	0	16,589.9	26
	17		6.1	5	35,410.2	21
	18		5.7	0	17,731.1	28
	19		5.3	10	20,464.3	27
	20		4.8	0	19,882.0	40
	21		4.2	0	16,564.2	21
	22		5.2	5	24,198.8	41
	23		6.4	10	18,672.0	44
	24		3.8	5	21,162.3	36
	25		5.4	5	31,450.7	27
	26		4.6	5	29,629.0	43
	27		5.8	0	32,407.6	37
	28		4.4	10	1,231.8**	66
A	29	A	7.8*	30*	8,045.1**	7**
	30		6.6	10	7,642.0**	17
	31		4.5	20*	21,431.5	8**
	32		3.8	35*	10,832.1	12**
	33		4.7	25*	19,821.6	5**
	34		3.5	20*	11,457.0	14**
	35		6.1	25*	23,410.7	4**
	36		5.7	25*	9,721.5**	10**

注1) ASTM結晶粒度番号は20視野の平均値である。

注2) \*印と\*\*印は、それぞれ、本発明で規定する範囲と目標値を外れていることを示す。

## 【0089】

表3からわかるように、本発明で規定する化学組成を有する鋼を本発明の方法で処理して得られたNo. 1～27の鋼はオーステナイト結晶粒度番号と混粒率のいずれもが本発明で規定する範囲内であり、クリープ破断時間およびクリープ破断絞り率ともに目標値を満

たしている。

#### 【0090】

これに対し、化学組成が本発明で規定する範囲を外れる鋼を本発明の方法で処理して得られた鋼のうち、No. 29およびNo. 31～36の鋼は、オーステナイト結晶粒度番号と混粒率のいずれか一方または両方が本発明で規定する範囲を外れており、クリープ破断時間およびクリープ破断絞り率のいずれか一方または両方が本発明の目標値を満たしていない。

#### 【0091】

また、No. 28の鋼は、TiとNb、並びにCo、VおよびBを含まない既存のSUS310鋼であり、金属組織は本発明で規定する整粒組織で、クリープ破断絞り率は極めて良好であるが、クリープ破断時間が1231.8時間で、本発明鋼の1/10以下と極端に短い。No. 30の鋼は、N以外が本発明で規定する範囲内の鋼であるため、金属組織が本発明で規定する組織で、クリープ破断絞り率は本発明の目標値を満たすものの、Nの含有量が少なすぎてクリープ破断時間が本発明の目標値に達していない。なお、その他の鋼（No. 29およびNo. 31～36）は、上記したように、オーステナイト結晶粒度番号と混粒率のいずれか一方または両方が本発明で規定する範囲を外れており、クリープ破断時間およびクリープ破断絞り率のいずれか一方または両方が本発明の目標値を満たしていない。これはいずれの鋼も化学組成が本発明で規定する範囲を外れているから、なかでもNo. 29およびNo. 31～35の鋼のように、特にTiとO（酸素）のいずれか一方が本発明で規定する範囲を外れているからである。

#### 【産業上の利用可能性】

#### 【0092】

本発明によれば、従来の18-8系や25Cr系の鋼に比べて700°C以上でのクリープ破断時間とクリープ破断絞り率が遙かに良好なオーステナイト系ステンレス鋼を確実に提供できる。したがって、発電用ボイラなどの高温高圧化の促進に対して極めて大きい効果が得られる。

【書類名】要約書

【要約】

【課題】700°C、100 MPaの条件下でのクリープ破断時間が10000時間を超え、クリープ破断絞り率が15%以上のオーステナイト系ステンレス鋼の提供。

【解決手段】C:0.03~0.12%、Si:0.2~2%、Mn:0.1~3%、P:0.03%以下、S:0.01%以下、Ni:18%を超える25%未満、Cr:22%を超える30%未満、Co:0.04~0.8%、Ti:0.002%以上で0.01%未満、Nb:0.1~1%、V:0.01~1%、B:0.0005%を超える0.2%以下、sol.Al:0.0005%以上で0.03%未満、N:0.1~0.35%、O(酸素):0.001~0.008%を含み、残部はFeと不純物からなるオーステナイト系ステンレス鋼。特定量のMoおよびWの1種以上、および／または、特定量のMg、Zr、Ca、REM、PdおよびHfの1種以上を含んでもよい。

【選択図】なし

## 認定・付加情報

特許出願の番号	特願 2003-407074
受付番号	50302007653
書類名	特許願
担当官	第五担当上席 0094
作成日	平成 15 年 12 月 10 日

## &lt;認定情報・付加情報&gt;

【提出日】	平成 15 年 12 月 5 日
【特許出願人】	
【識別番号】	000002118
【住所又は居所】	大阪府大阪市中央区北浜 4 丁目 5 番 33 号
【氏名又は名称】	住友金属工業株式会社
【代理人】	申請人
【識別番号】	100083585
【住所又は居所】	兵庫県尼崎市東難波町 5 丁目 17 番 23 号 住友生命尼崎ビル 穂上特許事務所
【氏名又は名称】	穂上 照忠
【選任した代理人】	
【識別番号】	100093469
【住所又は居所】	兵庫県尼崎市東難波町 5-17-23 住友生命尼崎ビル 穂上特許事務所
【氏名又は名称】	杉岡 幹二

特願2003-407074

出願人履歴情報

識別番号 [000002118]

1. 変更年月日 1990年 8月16日  
[変更理由] 新規登録  
住 所 大阪府大阪市中央区北浜4丁目5番33号  
氏 名 住友金属工業株式会社